



The comparative researches of microstructure of high-strength cast iron after laser and plasma processing are carried out. It is shown that the peculiarity of plasma processing is formation of deeper layers with hardness 9500-10000 MPa. At laser processing the depth of the strengthened layers is less (about 0,5-0,8 mm), and their hardness is higher (to 11000 MPa).

В. И. ГУРИНОВИЧ, В. С. ГОЛУБЕВ, А. И. ПОКРОВСКИЙ, И. А. РОМАНЧУК, ФТИ НАН Беларуси,
Н. Ф. СОЛОВЕЙ, РКУП «ГСКБ по зерно- и кормоуборочной технике»

УДК 669.13:621.7/9.0487:533.9

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ И ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Высокопрочный чугун характеризуется рядом технологических преимуществ по сравнению с другими литейными материалами. В частности, он имеет высокую жидкотекучесть, малую линейную усадку, что позволяет изготавливать тонкостенные отливки сложной конфигурации. Кроме хороших литейных характеристик, этот материал хорошо обрабатывается резанием, имеет высокие антифрикционные характеристики. Это позволяет изготавливать из него детали двигателей и машин, работающих в условиях трения [1,2]. Способность высокопрочных чугунов к гашению колебаний обеспечивает их применение как конструкционных материалов для корпусов машин.

С разработкой технологий лазерного и плазменного упрочнения и созданием соответствующего оборудования возрос интерес к особенностям структурообразования различных классов материалов [3–5]. В этом ряду одним из интересных направлений представляется исследование структурообразования такого многофазного и гетерогенного по структуре материала как высокопрочный чугун.

В данной работе представлены результаты сравнительных исследований структуры и свойств поверхности высокопрочного чугуна после воздействия лазерной и плазменной обработки.

В качестве материала для исследований использовали высокопрочный чугун марки ВЧ50 (ГОСТ 7293–85), химический состав (масс.%) которого приведен ниже.

| C | Si | Mn | Ni | Mg | P | S |
|---------|---------|---------|---------|-----------|---------|---------|
| 3,2–3,6 | 1,7–2,1 | 0,5–0,7 | 0,4–0,6 | 0,04–0,06 | до 0,08 | до 0,01 |

Образцы для металлографических и дюрometriческих исследований вырезали непосредственно из

чугунных изделий, подвергнутых плазменному и лазерному воздействию. Размеры образцов составляли около 20×20×10 мм.

Лазерную обработку с оплавлением поверхности проводили на CO₂-лазере «Комета-2» мощностью ~ 1 кВт, плазменную обработку осуществляли с оплавлением поверхности, используя установку «Киев-4 М» с модернизированным плазмотроном ВПП-15.

При различных режимах обработки получали оплавленные слои различной глубины (после лазерной обработки до 0,5 мм, плазменной – до 1 мм).

Структурные исследования выполняли на металлографическом комплексе МГК-1, включающем микроскоп МКИ-2М-1 (фирмы «Планар», Беларусь), связанный системой видеонаблюдения с компьютером, а также на оптическом микроскопе «Neophot-21» (Германия). Изготовление и травление шлифов проводили по стандартным методикам, в качестве травителя использовали 4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте («ниталь»). Микротвердость определяли на приборе «Duramin 5» (Голландия), а также на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 100 г с выдержкой 12 с.

Микроструктура чугуна в исходном (литом) состоянии представляла собой феррито-перлитную металлическую матрицу с включениями графита округлой формы. При этом перлит располагается вокруг графитных включений (в виде своеобразной оторочки) и на стыках бывших аустенитных зерен. Данное расположение составляющих (графит, сразу за ним – перлит и только затем феррит) является обычным для модифицированных чугунов и свидетельствует об ускоренной кристаллизации отливки в результате достаточно большого переохлаждения при модифицировании.

ДюрOMETрические измерения показали следующие результаты: микротвердость феррита ~ 980–1000 МПа, твердость перлита ~ 3500 МПа (~ 36–38 HRC).

После обработки концентрированными источниками энергии с оплавлением поверхности как при плазменной, так и при лазерной обработке в микроструктуре условно можно выделить три основные зоны: оплавления, термического влияния и основного металла. Между ними существуют переходные слои, в которых присутствует смесь структурных составляющих смежных зон с постепенным переходом друг в друга и соответствующими количественными изменениями фаз.

Как при лазерной, так и при плазменной обработке на поверхности образовывались оплавленные слои чугуна с химическим составом, соответствующим исходному, которые при быстром охлаждении кристаллизовались по метастабильной системе с образованием структур, состоящих из дендритов первичного аустенита и ледебурита без видимых включений графитной фазы (рис. 1).

Твердость структурных составляющих в оплавленном слое изменялась по глубине в сторону уменьшения и существенно зависела от удельной мощности обработки. При лазерной обработке удельная мощность нагрева выше, что приводит к перегреву оплавленного слоя, а соответственно к увеличению степени пересыщения расплава угле-

родом. Вследствие этого, а также больших скоростей охлаждения наблюдаются повышение дисперсности структурных составляющих и степени искаженности кристаллической решетки твердого раствора, что в свою очередь приводит к повышению твердости слоя. При лазерной обработке твердость оплавленного слоя достигала ~ 11000 МПа, при плазменном оплавлении – 9500–10000 МПа.

Закономерности образования и расположения структурных зон как при лазерной, так и при плазменной обработке аналогичны. Аналогичны также закономерности формирования структуры в слоях зон. Различия заключаются лишь в том, что при лазерной обработке размеры дендритных ячеек, превращенных в мартенсит, первичных кристаллов аустенита и ледебуритных колоний в структуре оплавленного слоя мельче, а протяженность зон термического влияния и переходных слоев между зонами меньше.

Из рис. 1, а, б видно также, что границы зон оплавления в обоих случаях неровные. В структуре границы расплава и близлежащих областях наблюдаются мартенсит, графит и ледебурит в виде внедренных в основу скругленных образований, иногда с графитными включениями внутри. Процесс образования выступающих округлых объемов при обработке с оплавлением поверхности связан с диффузионными процессами. Они включают в себя растворение графитных включений, насы-

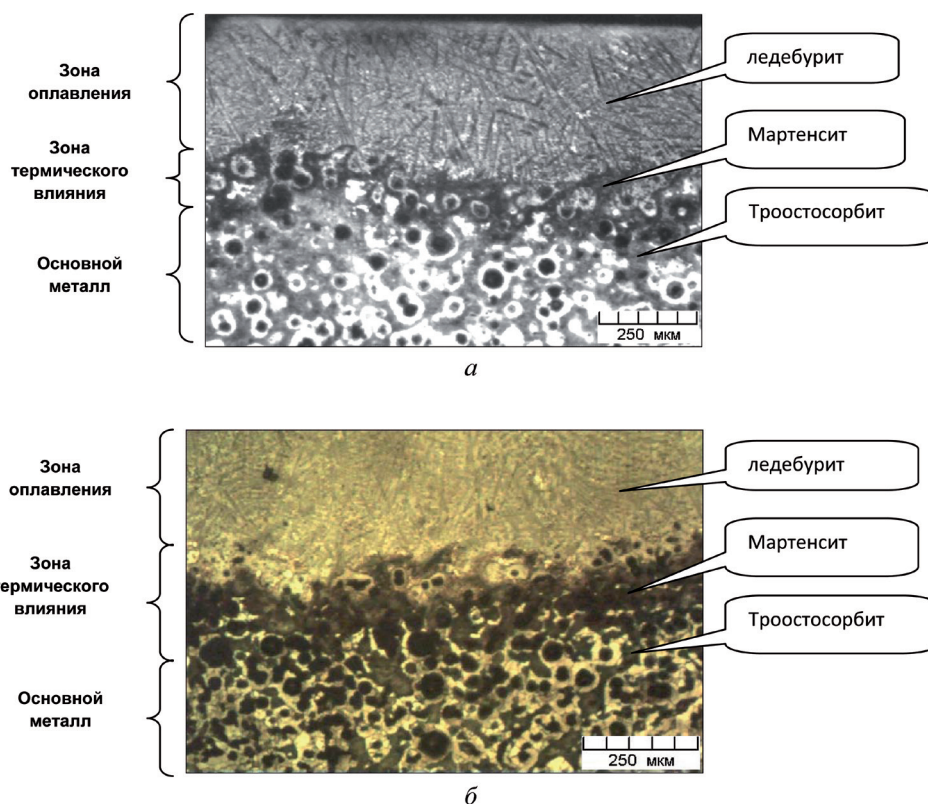


Рис. 1. Микроструктуры чугуна ВЧ50 после лазерной (а) и плазменной (б) обработки в режиме оплавления. ×100

шение близлежащих объемов углеродом и снижение температуры плавления твердого раствора около них.

Тепловой поток от оплавленного слоя, распространяющийся перпендикулярно поверхности оплавления, является источником постепенного прогрева нижележащих объемов металла. Температура прогрева обуславливает формирование зон термического влияния и их параметров (глубину, твердость, степень превращения твердого раствора, распределение структурных составляющих). Максимальную температуру нагрева имеют участки, непосредственно соприкасающиеся с металлом расплава. В нижерасположенных слоях температура уменьшается по мере удаления от оплавленной поверхности.

Непосредственно под оплавленной зоной происходит перекристаллизация аустенита в твердом состоянии с образованием структур, соответствующих температуре прогрева слоя. Другими факторами, оказывающими влияние, являются время пребывания при этой температуре и концентрация углерода в аустените.

Граница раздела между зоной оплавления и зоной термического влияния имеет неявно выраженный характер (рис. 1, 2). Четкая линия раздела отсутствует и участки расплавленных зон местами внедряются в переходную зону.

В зоне границы раздела расплава с подложкой (рис. 2, 3) в структуре переходной зоны наблюдаются мартенсит игольчатой формы, графит и области ледебуритной эвтектики. Причем области ледебуритной эвтектики представляют собой продолжение оплавленного слоя в виде скругленных участков. Эти участки ограничивают места, где ранее располагались графитные включения, которые при нагреве успели раствориться, обогатив аустенит углеродом. Кроме того, присутствуют также

скругленные участки с частично растворенными графитными включениями (оставшимися из числа наиболее крупных). Они также внедрены в мартенсит и расположены в местах, где температуры и продолжительности выдержки было недостаточно для полного растворения включения.

Твердый раствор непосредственно под оплавленной поверхностью состоит из игольчатого мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита. Еще глубже располагается слой, состоящий из смеси игольчатого мартенсита, бейнита и некоторого количества остаточного аустенита. Твердость игольчатого мартенсита ~ 7750–5000 МПа (~ 61–48 HRC), бейнита – 4500–3750 МПа (~ 44–39 HRC). Глубже расположена область, где преобладают перлитная основа с меньшей твердостью ~ 3470–3200 МПа (~ 36–33 HRC), а также включения графита.

При лазерной обработке в микроструктуре перекристаллизованной смеси мартенситных структур различной природы преобладает доля бесструктурного, слаботравящегося блочного мартенсита, который характеризуется более светлой окраской при травлении (см. рис. 1, а). Это объясняется тем, что при лазерной обработке выше температура нагрева расплавленного слоя. Соответственно выше она и в подслое, а значит, больше степень пересыщения твердого раствора углеродом.

В зоне термического влияния формирование структур металлической матрицы вокруг включений графита подчиняется тем же закономерностям, что и в металлической матрице основы. Некоторые изменения в эти процессы вносят следующие факторы: температура нагрева слоя, место расположения конкретного включения, концентрация растворенного углерода, размер включения. На структурообразование оказывают также влияние технологические параметры обработки (скорость нагрева

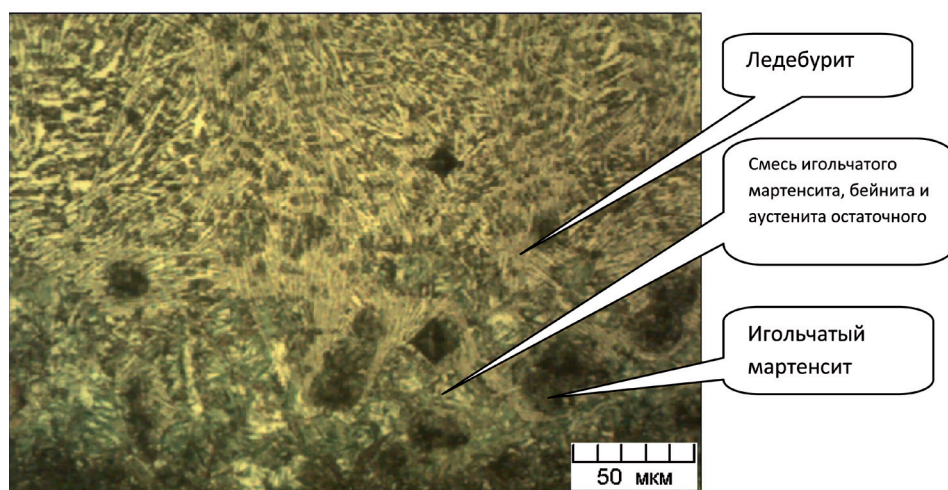


Рис. 2. Микроструктура границы раздела между зоной оплавления (верх) и подложкой (низ) после обработки плазмой. $\times 400$

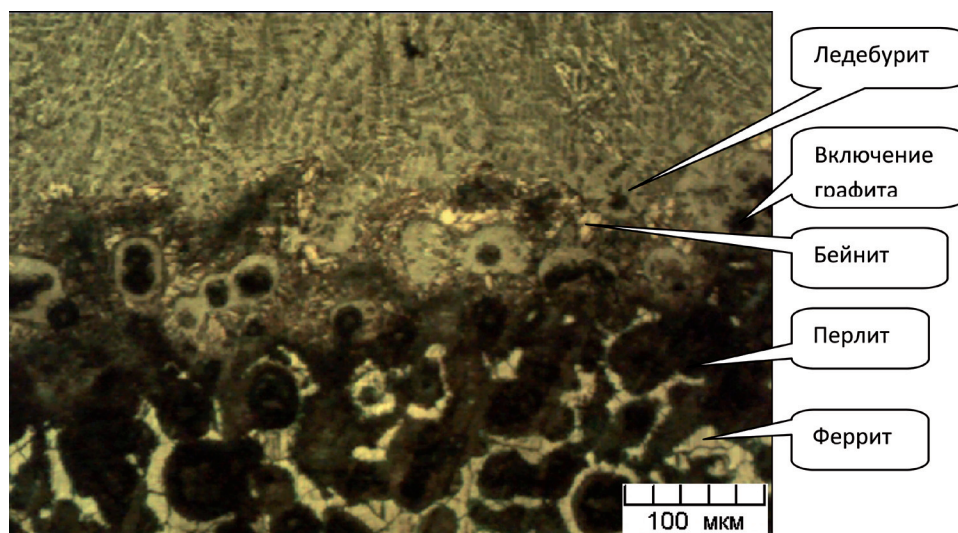


Рис. 3. Микроструктура переходного слоя ниже границы оплавления. Плазменная обработка высокопрочного чугуна. $\times 200$

и охлаждения), а также теплопроводность материала.

Под границей оплавления непосредственно около графитных включений наблюдаются тонкие перлитные ободки (рис. 3) с твердостью ~ 4300 МПа. Они образуются, вероятно, вследствие того, что часть растворенного при нагреве углерода при последующем охлаждении успевает диффундировать к включению и отложиться на нем в виде графита, как на готовом центре кристаллизации. Иногда за тонким перлитным ободком следует слой ледебурита, где растворенный при нагреве углерод выделяется в соответствии с метастабильной диаграммой. Такой ободок образуется после перекристаллизации аустенита в твердом состоянии из-за частичного растворения графитного включения и повышения концентрации углерода в некотором объеме, прилегающем к данному включению.

Чем дальше графитное включение удалено от границы оплавления, тем меньше вероятность образования ледебуритных ободков вокруг него и большая вероятность распада аустенита по стабильной системе железо-углерод с образованием феррита и графита.

В случае лазерной обработки с увеличением удельной мощности высокоэнергетического воздействия существует большая вероятность переохлаждения. Следовательно, более вероятна перекристаллизация твердого раствора по метастабильной системе.

При плазменной обработке скорость нагрева металла ниже, время прогрева слоев до той же температуры удлиняется (аналогично увеличению времени выдержки при нагреве). Вероятность перекристаллизации твердого раствора по метастабильной системе в этом случае меньше.

Если в структуре присутствуют готовые центры кристаллизации в виде графитных включений, как правило, углерод откладывается на них, а феррит образует ободки вокруг. Структура становится перлитно-графитной, а еще глубже постепенно переходит в перлитно-феррито-графитную, все ближе приближаясь к исходной.

Выводы

1. Обработка высокопрочного чугуна концентрированными источниками нагрева (лазерными и плазменными) приводит к формированию слоистых структур на поверхности. Можно выделить следующие зоны: оплавления, термического влияния, а также переходные слои, содержащие смесь структур смежных зон.

2. Быстрая кристаллизация расплава как при лазерной, так и при плазменной обработке приводит к измельчению структурных составляющих, что обеспечивает повышенную твердость (\sim до 60–68 HRC), причем без образования трещин. Дополнительным фактором повышения эксплуатационных характеристик может служить перекристаллизация пересыщенных твердых растворов аустенита в зоне термического влияния, нагретых выше A_{c1} , что увеличивает глубину упрочненного слоя.

3. Лазерное воздействие обеспечивает большую дисперсность структурных составляющих, чем плазменное (в исследованных нами областях технологических параметров обработки).

4. Особенностью плазменной обработки является образование более глубоких слоев (достигающих 1 мм) с твердостью 9500–10000 МПа. При лазерной обработке глубина упрочненных слоев меньше (порядка 0,5–0,8 мм), а их твердость выше (до 11000 МПа).

5. Описанные в данной статье особенности формирования слоев при лазерной и плазменной обработке высокопрочного чугуна должны учитываться при выборе наиболее эффективных параметров упрочняющей обработки поверхностей конкретных изделий.

Литература

1. Поверхностное упрочнение чугуна электродуговой плазмой / А. В. Орлович, А. С. Трытек, В. В. Шевеля. Киев-Хмельницкий, 2008.
2. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы / А. И. Покровский. Минск: Беларуская навука, 2010.
3. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лещинский, С. С. Самогун, И. И. Пирч, В. И. Комар. Киев: Техника, 1990.
4. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров; под общ. ред. А. Г. Григорьянца. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008.
5. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке. / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. Минск: Беларуская навука, 2008.